

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)☐

Generate Collection

Print

L6: Entry 11 of 17

File: JPAB

Apr 18, 1989

PUB-NO: JP401100222A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 01100222 A

TITLE: PRODUCTION OF COLD FORGED PART

PUBN-DATE: April 18, 1989

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

NAKAZATO, FUKUKAZU

TSUMURA, TERUTAKA

FUKUSHIMA, SHUICHI

KIYOKIBA, SUSUMU

US-CL-CURRENT: 148/651

INT-CL (IPC): C21D 8/06; C22C 38/00; C22C 38/58

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a cold forged product having good mechanical property at low cost by air-cooling after hot-rolling the steel billet, composing of C, Si, Mn, Nb, Al and Fe and regulating P and S contents in impurities, and tempering after cold-working..

CONSTITUTION: The steel billet containing 0.01~0.20wt.% C, \leq 0.50% Si, 0.50~2.50% Mn, 0.010~0.100% Nb, 0.010~0.050% Al and if necessary, further adding one or more kinds of elements among 0.01~0.50% Mo, 0.05~1.2% Cr, 0.05~0.30% Cu, 0.05~1.20% Ni, 0.01~0.05% Ti, 0.0005~0.0030% B and the balance Fe with inevitable impurities, in which regulates <0.010% P and <0.010% S, is hot-rolled after heating at more than A3 transformation point. Next, the hot-rolled product is air-cooled to the room temp. and formed by cold-working. After that, the formed body is heated at less than A1 transformation point and tempered to raise the yield strength. By this method, the cold forged part having good mechanical property is obtd. at high efficiency and low cost.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

⑫ 公開特許公報(A)

平1-100222

⑤ Int. Cl.⁴C 21 D 8/06
C 22 C 38/00
38/58

識別記号

3 0 1

庁内整理番号

A-7371-4K
Z-6813-4K

④ 公開 平成1年(1989)4月18日

審査請求 未請求 発明の数 2 (全9頁)

⑭ 発明の名称 冷間鍛造部品の製造方法

⑰ 特 願 昭62-258133

⑱ 出 願 昭62(1987)10月12日

⑲ 発 明 者 中 里 福 和 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 発 明 者 津 村 輝 隆 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 発 明 者 福 島 秀 一 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 発 明 者 清 木 場 進 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

⑲ 代 理 人 弁理士 杉 岡 幹 二

明 細 書

1. 発明の名称

冷間鍛造部品の製造方法

2. 特許請求の範囲

(i) 重量%で、C:0.01~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.50~2.50%、Nb:0.010~0.100%、Al:0.010~0.050%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ前記不純物中のPおよびSの少なくとも一方の含有率がP:0.010%未満、S:0.010%未満である鋼片を、A.変態点以上に加熱した後熱間圧延を施し、次いで常温まで空冷し、冷間加工による成形後A.変態点以下に加熱し焼もどすことを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法。

(ii) 重量%で、C:0.01~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.50~2.50%、Nb:0.010~0.100%、Al:0.010~0.050%を含有すると共に、Mo:0.01~0.50%、Cr:0.05~1.20%、Cu:0.05~0.30%、Ni:0.05~1.20%、Ti:0.01~0.05%、B:0.0005~0.0030%のうち1種または2種以上

を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなり、かつ前記不純物中のPおよびSの少なくとも一方の含有率がP:0.010%未満、S:0.010%未満である鋼片を、A.変態点以上に加熱した後熱間圧延を施し、次いで常温まで空冷し、冷間加工による成形後A.変態点以下に加熱し焼もどすことを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、冷間鍛造部品の製造方法に関する。

(従来技術)

従来、冷間鍛造部品の製造においては、S45C、JIS G4051「機械構造用炭素鋼鋼材」やSCM435、JIS G4105「クロムモリブデン鋼鋼材」に規定された鋼を用い、A.変態点以上に加熱した後熱間圧延を施し、次いで700~900℃の温度域で焼なまし処理を行ない、冷間成形加工後焼入れ焼もどしを行っていた。冷間成形加工前に焼なまし処理を行なうのは冷間成形加工時に割

れが生じたり、成形工具の寿命が著しく短いという問題があるためであり、また冷間成形加工後に焼入れ焼もどしを行なうのは鋼に所定の強度と靱性を与えるためである。前記のS45C、JIS G4051およびSCM435、JIS G4105に規定された鋼の代表的な焼入れ焼もどし条件を表1に示す。

表 1

鋼 種	焼 入 れ	焼 も ど し
S45C	830~880℃ 水 冷	550~650℃ 油 冷
SCM435	830~880℃ 油 冷	530~630℃ 油 冷

(発明が解決しようとする問題点)

上記のように、従来は冷間成形加工前に焼なまし処理を、また冷間成形加工後に焼入れ焼もどし処理を行っていたが、焼なまし処理は700~900℃の高温域で5~10時間保持するうえ常温まで徐冷するので、熱エネルギーの消費量が大きくコストアップの要因になると同時に、長時間の熱処理であるため製造能率を低下させる原因で

もあった。また、焼入れ焼もどし処理の焼入れ工程では部品の割れや曲がりが生じることもあり、歩留の低下の原因となっていた。

すなわち、上記従来の冷間鍛造部品の製造方法においては製造能率や製造コストの面で問題が多かった。

(問題点を解決するための手段)

そこで、本発明者等は鋼の成分、ミクロ組織、熱処理に関する基本的な研究を行なった結果、鋼の成分を限定することにより熱間圧延と冷間成形加工を連続して行ない、更に冷間成形加工後焼もどし処理のみ行なうことにより所定の機械的性質を具備した冷間鍛造部品の製造が可能となるという知見を得た。本発明は上記知見に基づいてなされたものであって、本発明の第一の発明は重量%でC:0.01~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.50~2.50%、Nb:0.010~0.100%、Al:0.010~0.050%を含有し(以下%は重量%を示す)、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ前記不純物中のPおよびSの少なくとも一方の含有率がP:0.010

%未満、S:0.010%未満である鋼片を、A₁変態点以上に加熱した後熱間圧延を施し、次いで常温まで空冷し、冷間加工による成形後A₁変態点以下に加熱し焼もどすことを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法に関し、また本発明の第二の発明はC:0.01~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.50~2.50%、Nb:0.010~0.100%、Al:0.010~0.050%を含有すると共に、Mo:0.01~0.50%、Cr:0.05~1.20%、Cu:0.05~0.30%、Ni:0.05~1.20%、Ti:0.01~0.05%、B:0.0005~0.0030%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、かつ前記不純物中のPおよびSの少なくとも一方の含有率がP:0.010%未満、S:0.010%未満である鋼片を、A₁変態点以上に加熱した後熱間圧延を施し、次いで常温まで空冷し、冷間加工による成形後A₁変態点以下に加熱し焼もどすことを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法に関する。

以下に本発明を詳細に説明する。

まず、本発明の冷間鍛造部品に用いる鋼片の成

分を上記の通りに限定した理由を説明する。

C成分は鋼に所定の強度を付与するために含有させるものであるが、その含有率が0.01%未満では所望の強度が得られず、一方0.20%を超えて含有させると鋼組織中にパーライト組織が混入するようになり冷間加工性の劣化をきたすことから、C含有率を0.01~0.20%と定めた。

Si成分は鋼の脱酸に有効な成分であり、通常0.15~0.35%の添加がなされる。しかしながら、脱酸をAlで行なう場合にはSi添加は必ずしも必要ではなく、しかも0.50%を超えて含有させると熱間加工性に悪影響がでてくるようになることから、Si含有率を0.50%以下と定めた。

Mn成分は鋼の脱酸に必要な元素であり、かつ鋼の素地に固溶して強度を向上させると共に鋼に所定の焼入性を付与する作用も有している。そして、後述するように熱間圧延のままでフェライトとベイナイトの微細な混合組織を生じさせ、鋼に所定の強度と冷間加工性を付与するにはMn含有率を0.50%以上とする必要があり、一方2.50

%を超えて含有させると偏析が著しくなると共に熱間圧延のままの鋼組織中にマルテンサイトが混入し冷間加工性が劣化することから、Mn含有率を0.50～2.50%と定めた。

Nb成分は本発明をなすにあたって見出された前記フェライトとベイナイトの微細混合組織を得るために不可欠な元素であって、その含有率が0.010%未満では熱間圧延前の鋼片加熱段階でNbの炭窒化物がすべて固溶してしまい、オーステナイト結晶粒の粗大化を防止することが困難となり、フェライトとベイナイトの微細混合組織を安定して得ることができなくなる。一方、0.100%を超えて含有させてもオーステナイト結晶粒粗大化抑制効果が飽和してしまい、鋼材のコストの上昇をまねくだけとなることから、Nb含有率を0.010～0.100%と定めた。

Al成分は鋼の脱酸作用の他に、前記Nb成分と同様に熱間圧延前の鋼片加熱段階でのオーステナイト結晶の粗大化を防止する効果がある。Al含有率が0.010%未満では上記の効果が十分に

発揮されず、一方0.050%を超えて含有させると鋼の熱間加工性が劣化することから、Al含有率を0.010～0.050%と定めた。

Mo、Cr、Cu、Ni、TiおよびBの各成分は以下に述べるように鋼の強度や靱性を向上させ、あるいはフェライトとベイナイトの微細混合組織を得るために有効な元素で、前記のCからAlまでの各成分に加え1種または2種以上を含有させることにより、冷間鍛造部品の機械的性質の向上と安定化をはかることができる。

前記Mo、Cr、Cu、Ni、TiおよびBの各成分のうち、Mo成分は鋼の靱性をそこなうことなく強度を付与するのに極めて有効な元素であり、また、本発明の方法の場合には鋼の焼入性を調整して、圧延のままでフェライトとベイナイトの微細混合組織を得るために有効な元素でもある。Mo含有率が0.01%未満では上記の効果が十分に発揮されず、一方、0.50%を超えて含有させても上記効果が飽和してしまうことから、Mo含有率を0.01～0.50%と定めた。

Cr成分は鋼の強度を上昇させる作用を有するが、その含有率が0.05%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方、1.20%を超えて含有させると冷間加工性の劣化をまねくことから、Cr含有率を0.05～1.20%と定めた。

Cu成分は鋼の靱性にほとんど影響をおよぼすことなく強度を上昇させる作用を有するが、その含有率が0.05%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方、0.30%を超えて含有させると鋼の熱間加工性を害するようになることから、Cu含有率を0.05～0.30%と定めた。

Ni成分は特に鋼の靱性改善に有効な元素であるが、その含有率が0.05%未満ではその効果が顕著ではなく、一方、1.20%を超えて含有させると鋼材コストが上昇する上に、白点などの水素性欠陥の発生率が増大するようになることから、Ni含有率を0.05～1.20%と定めた。

Ti成分は前記NbやAl成分と同様にオーステナイト結晶粒を微細化する作用があり、前記フェライトとベイナイトの微細混合組織を得るために

有効な元素であるが、その含有率が0.01%未満では前記作用に所望の効果が得ることができず、一方、0.05%を超えて含有させると鋼中に存在するTi炭窒化物が粗大化すると共に、そのTi炭窒化物の数も増加するため熱間加工性の劣化を引き起こすようになることから、Ti含有率を0.01～0.05%と定めた。

B成分は微量添加で鋼の焼入れ性を向上させ強度を上昇させる作用を有するが、その含有率が0.0005%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方、0.0030%を超えて含有させると熱間加工性の劣化を引き起こすことから、B含有率を0.0005～0.0030%と定めた。

また、不可避的不純物中のPおよびS成分はその含有率が0.010%以上になると冷間加工性の劣化をまねくことから、PおよびS成分の少なくとも一方の含有率がP:0.010%未満、S:0.010%未満を満たす値と定めた。

次に、熱間圧延の条件であるが、通常の熱間圧延と同様に鋼片をA₁変態点以上に加熱すればよ

く、圧延時の温度に対しても特別な制約はない。
また、熱間圧延後は大気中で常温まで冷却する。
冷間成形加工後の焼もどし温度は A、変態点以下の
任意の温度に設定できるが、通常は400～7
00℃の範囲内とするのが好適である。

(作 用)

上記本発明の方法により所定の機械的性質を具
備した冷間鍛造部品の製造が可能となるのは以下
の作用に基づく。すなわち、本発明の成分を有す
る鋼は熱間圧延後常温まで空冷した段階で微細な
フェライト、ベイナイト混合組織となっており、
この組織は冷間加工性が優れていると共に焼もど
し処理によって耐力が著しく上昇するという特異
な現象を示す。従って、熱間圧延後焼なまし処理
を行なうことなく冷間加工により任意の形状に成
形することが可能で、しかも前記成形後の部品を
A、変態点以下の温度に加熱することにより耐力
を上昇させることができる。

(実施例)

以下、実施例に基づいて説明する。

実施例1

表2-1に示した本発明により成分を限定した
鋼種及び表2-2に示した本発明の成分範囲をは
ずれる比較のための鋼種を通常の大気中での溶解
法により溶製し、それぞれ125mm角の鋼片とし
た。次いで、前記各鋼片を本発明の方法に基づき
A、変態点以上の1200℃に加熱し、17パス
の連続熱間圧延により直径17mmの線材とした後
大気中で放冷した。熱間圧延での仕上温度は90
0～1000℃であった。前記熱間圧延のままの
直径17mmの線材について顕微鏡観察及び引張試
験を行なった。

続いて、前記熱間圧延後の線材について、冷間
で、所定の寸法を得るためのサイジング伸張を行
ない直径を17mmから16mmとした。該伸張にお
ける減面率は約11%である。前記伸張により得
られた鋼線を切断して直径16mm、長さ120mm
の試験片を作成し、冷間加工性試験を行なった。
第1図は冷間加工性試験の試験方法を示す説明図
で、(a)図は加工前、(b)図は加工後の状況を示す。

(a)図において、試験片(1)は固定された圧縮工具
(2b)に設けられた試験片(1)と同一の形状を有する
円筒状の凹部(3)に下端から95mmの部分(以下軸
部(4)という)が鉛直に挿入され、上端25mm(以
下頭部(5)という)が圧縮工具(2b)から突き出た状
態で保持される。(b)図において、圧縮工具(2a)を
介して試験片(1)の頭部(5)に荷重が加えられ、圧縮
工具(2a)と圧縮工具(2b)との間隙が25mmに達す
るまで圧縮工具(2a)が下降すると、頭部(5)は前記
25mmの間隙に外径が押し上げられた形で変形す
る。このときの圧縮率は90%である。冷間加工
性の評価は前記冷間加工性試験を同一条件で5回
行ない、試験片全数について頭部外径の目視観察
を行ない、割れの有無により判定した。

冷間加工性試験を行なった後の試験片は二つに
区分し、一方の区分ではそのまま軸部(4)から平行
部における直径が10mmの引張試験片を切り出し、
他の区分では600℃、1時間の焼もどし処理を
行なった後前記と同様に引張試験片を切り出し、
常温で引張試験を行なった。

表 2 - 1

	鋼 種	化 学 成 分 (重量%)												
		C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	Mo	Cr	Cu	Ni	Ti	B
本 発 明 例	1	0.08	0.40	1.98	0.009	0.006	0.058	0.030	-	-	-	-	-	-
	2	0.12	0.15	1.53	0.008	0.005	0.042	0.020	-	-	-	-	-	-
	3	0.01	0.50	2.49	0.007	0.004	0.100	0.048	-	-	-	-	-	-
	4	0.05	0.38	2.32	0.005	0.003	0.078	0.038	-	-	-	-	-	-
	5	0.16	0.20	0.87	0.002	0.008	0.011	0.014	-	-	-	-	-	-
	6	0.20	0.08	0.50	0.008	0.006	0.020	0.010	-	-	-	-	-	-
	7	0.05	0.42	0.86	0.003	0.009	0.038	0.020	0.18	-	0.18	-	-	-
	8	0.07	0.26	1.41	0.003	0.007	0.078	0.044	0.35	-	-	-	-	-
	9	0.04	0.36	1.26	0.003	0.007	0.002	0.020	0.48	-	-	0.08	-	-
	10	0.10	0.22	1.38	0.002	0.008	0.033	0.018	-	0.82	0.05	-	-	-
	11	0.16	0.32	0.82	0.006	0.003	0.022	0.011	-	0.08	-	-	-	-
	12	0.03	0.48	1.96	0.003	0.003	0.032	0.050	-	1.18	-	-	-	-
	13	0.18	0.02	0.55	0.004	0.006	0.010	0.028	-	-	0.28	-	-	-
	14	0.11	0.36	1.88	0.008	0.007	0.016	0.037	-	-	-	0.83	-	-
	15	0.02	0.27	2.32	0.004	0.007	0.083	0.042	-	-	-	1.18	-	-
	16	0.14	0.33	1.62	0.007	0.009	0.026	0.017	-	-	-	-	0.02	-
	17	0.09	0.40	1.90	0.002	0.008	0.062	0.028	-	-	-	-	-	0.0018
	18	0.06	0.42	2.00	0.006	0.006	0.018	0.036	0.02	-	-	-	0.04	0.0007

表 2 - 2

	鋼 種	化 学 成 分 (重量%)												
		C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	Mo	Cr	Cu	Ni	Ti	B
比 較 例	19	≦0.008	0.25	1.80	0.007	0.003	0.022	0.027	-	-	-	-	-	-
	20	≦0.21	0.31	1.69	0.008	0.007	0.038	0.018	-	-	-	-	-	-
	21	0.17	0.25	* 0.49	0.008	0.008	0.048	0.018	-	-	-	-	-	-
	22	0.06	0.24	* 2.51	0.004	0.008	0.029	0.033	-	-	-	-	-	-
	23	0.09	0.21	1.61	0.008	0.009	≦0.009	0.040	-	-	-	-	-	-
	24	0.12	0.33	1.21	0.009	0.007	0.039	≦0.009	-	-	-	-	-	-
	25	0.13	0.36	1.36	0.002	0.002	0.062	0.022	-	* 1.21	-	-	-	-
	26	0.07	0.23	1.36	≦0.011	≦0.010	0.032	0.018	-	-	-	-	-	-
	27	≦0.45	0.21	0.80	0.003	0.006	-	0.023	-	-	-	-	-	-
	28	≦0.35	0.25	0.83	0.006	0.008	-	0.031	0.25	1.08	-	-	-	-

* 印は本発明による成分範囲からはずれる成分値。

得られた結果を表2-3及び表2-4に示す。
表2-3において、本発明の成分要件を満たす鋼種1～鋼種18は、熱間圧延のままの線材について行なった顕微鏡観察の結果いずれもフェライト、ベイナイトの混合組織であり、結晶粒の粒径も10 μ m以下で、きわめて微細な2相組織となっている。この熱間圧延のままの直径17mmの線材を直径10mmまで冷間伸線した鋼線についての引張試験の結果較りはいずれも55%以上となっており、冷間加工性試験における割れ発生率は0%であった。更に、前記冷間伸線した鋼線をA₁変態点以下の600℃で焼もどした後の引張試験では耐力、引張強さのいずれも上昇し、較りも向上した。すなわち本発明の方法によれば、熱間圧延後に焼なまし処理をしなくても冷間加工性のきわめてすぐれた冷間鍛造用素材が得られ、該素材を冷間加工した後焼もどすことにより耐力70kgf/mm²以上、較り65%以上という良好な機械的性質が得られることがわかる。

これに対し、表2-4に比較例として示した鋼

種19～鋼種28においては、熱間圧延のままでは微細なフェライト、ベイナイトの混合組織が得られず、冷間加工性が不十分であるため冷間伸線後の冷間加工性試験では高い割れ発生率となった。鋼種19は割れ発生率が0%であったが、C含有率が低いためフェライト単相となっており、600℃で焼もどした後も耐力が51kgf/mm²と低い値しか得られていない。

以下余白

表 2 - 3

	鋼種	熱間圧延のままの線材(直径17mm)					冷間伸線した鋼線(直径10mm)						
		顕微鏡観察		引張試験			冷間加工性試験	引張試験			焼もどし(600℃)後の引張試験		
		炭素 ミクロ組織	粒 径 (μ m)	耐 力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	較 り (%)	割れ発生率 (%)	耐 力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	較 り (%)	耐 力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	較 り (%)
本 発 明 例	1	P + B	6.7	59	65	68	0	68	75	65	75	76	75
	2	"	7.2	70	77	63	"	77	87	60	85	88	70
	3	"	8.3	52	61	65	"	62	71	60	70	72	70
	4	"	4.8	58	64	65	"	68	74	61	73	75	71
	5	"	6.2	70	80	70	"	80	88	65	88	90	66
	6	"	7.3	72	84	60	"	81	93	55	92	94	65
	7	"	6.5	62	69	75	"	70	76	69	75	77	77
	8	"	6.8	61	68	67	"	70	78	63	78	79	73
	9	"	7.9	54	63	67	"	65	73	62	73	75	72
	10	"	9.2	63	70	68	"	72	80	61	80	81	71
	11	"	6.2	70	79	65	"	79	88	60	85	88	70
	12	"	4.3	54	63	75	"	65	75	70	73	76	77
	13	"	6.8	70	80	64	"	80	88	60	88	90	67
	14	"	7.2	62	71	64	"	72	80	60	80	82	70
	15	"	6.8	51	62	73	"	63	72	70	71	73	78
	16	"	6.2	60	70	66	"	71	81	62	82	83	72
	17	"	7.2	60	70	66	"	70	79	62	78	80	72
	18	"	8.6	59	65	67	"	68	75	63	75	77	73

※ F:フェライト、B:ベイナイト

表 2 - 4

	鋼種	熱間圧延のままの鋼材 (直径17mm)						冷間伸線した鋼材 (直径16mm)						
		顕微鏡観察		引 張 試 験			冷間加工性試験	引 張 試 験			焼もどし(600℃)後の引張試験			
		炭	粒 径	耐 力	引張強さ	絞 り		割れ発生率	耐 力	引張強さ	絞 り	耐 力	引張強さ	絞 り
		ミクロ組織	(μm)	(kgf/mm^2)	(kgf/mm^2)	(%)	(%)	(kgf/mm^2)	(kgf/mm^2)	(%)	(kgf/mm^2)	(kgf/mm^2)	(%)	
比 較 例	19	F	9.8	50	59	71	0	60	67	68	51	60	78	
	20	F+D+P	9.1	78	90	54	100	88	97	50	95	98	60	
	21	F+B	16.3	69	77	57	40	79	86	53	85	88	63	
	22	F+B+M	8.3	60	72	55	100	70	82	51	78	84	62	
	23	F+B	14.1	63	71	55	40	72	81	50	80	83	61	
	24	F+B	13.1	66	75	54	40	75	85	50	83	86	60	
	25	F+B	12.2	71	81	55	40	82	92	49	90	94	60	
	26	F+B	8.6	60	67	57	100	71	75	49	76	77	59	
	27	F+P	18.2	80	94	59	100	90	105	55	89	103	58	
	28	F+B	15.1	80	90	55	100	88	101	50	87	98	55	

※ F:フェライト、B:ベイナイト、P:パーライト、M:マルテンサイト

実施例 2

表 2-1 に示した本発明の成分要件を満たす鋼種 1 について実施例 1 における同一の条件で熱間圧延、冷間伸線を行ない、直径 16 mm の鋼線を作製した。次いで、焼もどし温度を種々変化させて焼もどした後、実施例 1 における同様の方法で顕微鏡観察及び引張試験を行なった。尚、試験に用いた鋼種 1 の A, 変態点は 718℃である。

試験結果を表 3 に示す。尚、同表には焼もどしを行なわない場合についての結果も参考として示した。表 3 から、焼もどし温度が 300~710℃での本発明例 1~15 においてはいずれも微細なフェライト、ベイナイトの混合組織となっており、耐力 70 kgf/mm^2 以上、絞り 85% 以上の良好な機械的性質を示すのに対し、焼もどし温度が A, 変態点を越える比較例 6 および 7 においては鋼組織中にマルテンサイトが混入し、絞りが著しく低下することがわかる。

表 3

	№	焼もどし条件	顕微鏡観察		引 強 試 験		
			※ ミクロ組織	粒 径 (μm)	耐 力 (kgf/cm^2)	引強強さ (kgf/cm^2)	絞 り (%)
本 発 明 例	1	300℃×1時間	F + B	6.7	70	75	68
	2	400℃× "	"	"	72	76	71
	3	500℃× "	"	"	74	76	73
	4	600℃× "	"	"	75	76	75
	5	710℃× "	"	"	71	75	78
比較例	6	720℃× "	F+B+M	5.4	88	90	53
	7	730℃× "	"	5.0	88	93	52
参考	8	焼もどしなし	F + B	6.7	68	75	65

※ F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト

(発明の効果)

以上説明したように、冷間鍛造部品の製造において、C:0.01~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.50~2.50%、Nb:0.010~0.100、Al:0.010~0.050%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ前記不純物中のPおよびSの少なくとも一方の含有率が0.010%未満である冷間鍛造用素材、あるいは更に、Mo:0.01~0.50%、Cr:0.05~1.20%、Cu:0.05~0.30%、Ni:0.05~1.20%、Ti:0.01~0.05%、B:0.0005~0.0030%のうち1種または2種以上を含有する冷間鍛造用素材を用いる本発明の方法を適用することにより、熱間圧延のままで微細なフェライト、ベイナイト混合組織が得られ、熱間圧延と冷間成形加工を連続して行なうことができると共に、冷間成形加工後焼もどし処理のみで良好な機械的性質を有する冷間鍛造部品を得ることができる。その結果、従来行なっていた冷間加工前の焼なまし処理と冷間加工後の焼入れ処理が不要になり、製造能率の向上、製造コストの低減をはかることが可能で、実用価値

はきわめて大きい。

4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明の方法を実施するにあたり用いた冷間加工性試験の試験方法を示す説明図である。

- 1…試験片 2a、2b…圧縮工具
3…凹部 4…軸部
5…頭部

出 願 人 住友金属工業株式会社
代 理 人 弁 理 士 杉 岡 幹 二



第 1 圖

